

S. V. Sajadifar, E. Scharifi, U. Weidig, K. Steinhoff, T. Niendorf

# Effect of Tool Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Thermo-Mechanically Processed AA6082 and AA7075 Aluminum Alloys

## Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der thermo-mechanisch behandelten Aluminiumlegierungen AA6082 und AA7075

### Abstract/Kurzfassung

The present work focuses on the effect of thermo-mechanical processing on the mechanical properties and microstructural evolution of AA6082 and AA7075 aluminum alloys using a novel forming process, i. e. integrating solution heat treatment, hot forming and tool quenching. Different tool temperatures ranging from 24 °C to 350 °C were applied to investigate their influence on mechanical strength and ductility. By using various tool temperatures, this study aims to provide insights needed for tailoring the mechanical properties of two different high-strength aluminum alloys. Further it is shown, how the different resulting cooling rates affect the final property distribution. Upon processing, uniaxial tensile tests were carried out at room temperature to characterize the mechanical properties of the investigated conditions. Microstructural investigation was further conducted by using scanning electron microscopy to reveal the prevalent deformation and strengthening mechanisms. Results obtained by mechanical testing reveal that reduction in tool temperature finally results in the realization of parts with higher strength upon aging. Tool temperatures above 200 °C deteriorate the strength of both alloys, however, improve ductility. Most importantly, the thermo-mechanical process used in the present work has only minor impact on the grain size of both alloys. However, the process appears to have a strong influence on the final morphology and size of precipitates. Elevated tool temperatures and, thus, lower cooling rates, make both alloys prone to the formation of coarse precipitates eventually deteriorating strength. ■

**Keywords:** High-strength aluminum, microstructure, mechanical properties, thermo-mechanical processing, hot forming

**Authors/Autoren:** Dr. Seyedvahid Sajadifar, Prof. Dr.-Ing. Thomas Niendorf, University of Kassel, Institute of Materials Engineering, Mönchebergstraße 3, 34125 Kassel, Germany, sajjadifar@uni-kassel.de (corresponding author/Kontakt)

M.Sc. Emad Scharifi, Dr.-Ing. Ursula Weidig, Prof. Dr.-Ing. habil. Kurt Steinhoff, University of Kassel, Metal Forming Technology, Kurt-Wolters-Straße 3, 34125 Kassel, Germany

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die Einflüsse der thermo-mechanischen Prozessparameter eines neuartigen integrierten Umformverfahrens auf die resultierenden mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften von hochfesten Aluminiumlegierungen am Beispiel von AA6082 und AA7075 zu erarbeiten. Zu diesem Zweck wurde der Einfluss von verschiedenen Werkzeugtemperaturen (von 24 °C bis 350 °C) und der hieraus resultierenden unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten auf die mechanische Festigkeit und Duktilität der umgeformten Bauteile untersucht. Damit soll das Potential einer differentiellen Temperaturführung mittels direkter Beheizung der Werkzeuge zur Erzeugung von funktional gradierten Strukturen aufgezeigt werden. Die durch Zugversuche ermittelten mechanischen Eigenschaften zeigen keine signifikante Änderung der Materialfestigkeiten bei Werkzeugtemperaturen bis zu 200 °C – ab 350 °C wurde jedoch ein Abfall des Festigkeitsniveaus beobachtet. Im Gegensatz dazu nimmt die Bruchdehnung der Legierungen mit steigender Werkzeugtemperatur stetig zu. Die betrachteten thermo-mechanischen Prozessparameter scheinen die Korngröße der untersuchten Legierungen nur marginal zu beeinflussen. Allerdings ist ein direkter Einfluss auf die endgültige Morphologie und Verteilung der Ausscheidungen zu beobachten. Erhöhte Werkzeugtemperaturen und damit niedrigere Abkühlraten begünstigen bei beiden Legierungen die Bildung von groben Ausscheidungsphasen, welche die Festigkeitseigenschaften verschlechtern. ■

**Schlüsselwörter:** Hochfeste Aluminiumlegierungen, Mikrostruktur, mechanische Eigenschaften, thermo-mechanische Prozessführung, Warmumformung

**HOW TO CITE THIS ARTICLE:** S. V. Sajadifar et al.: Effect of Tool Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Thermo-Mechanically Processed AA6082 and AA7075 Aluminum Alloys. HTM J. Heat Treatm. Mat. 75 (2020) 3, pp. 177-191, DOI:10.3139/105.110412

## 1 Introduction

In recent years, the world-wide need for carbon dioxide emission reduction and the occurrence of global warming have motivated researchers and engineers to tailor and characterize the microstructure and mechanical behavior of high strength steels for lightweight structures in automotive industry. The use of novel processing routes inspired by steel forming routines for direct design of mechanical properties of high-strength aluminum alloys, however, has not been established in series production so far. Thus, research activities in this field increased recently. The feasibility of processing bulk steel with functionally graded properties was investigated in various studies revealing that it is possible to tailor the microstructure of this material via differential thermo-mechanical treatments [1, 2]. In another study, heated and cooled tools were employed to form boron steels allowing for the gradation of mechanical properties [3]. The samples were successfully hot formed and tailored properties were revealed thereafter. Tailoring mechanical properties was considered not only experimentally, efforts were also made to develop a fully coupled thermo-mechanical-metallurgical model to further improve the tempering process of 22MnB5 [4]. A review on the hot stamping of boron steel sheets with tailored properties was published to signify the importance of the gradation of mechanical properties [5]. Recently, the automotive industry demands even lighter components and, hence, a comparative study was conducted to evaluate a potential replacement of steel by high strength aluminum alloys in given fields of application, e. g. B-pillars [6]. *Liu et al.* explored the formability and influence of lubrication of B-pillars in hot stamping focusing on two different aluminum alloys [7]. The results showed that aluminum B-pillars can be processed by hot stamping only with the presence of lubricants. Since decades, high-strength aluminum alloys are widely utilized in the aerospace industry due to their high specific strength [8]. AA6082 and AA7075 aluminum alloys, among other alloys of the 6000 and 7000 series, are two of the most important high strength alloys used in aerospace and aviation industries because of their exceptional mechanical and physical properties [9, 10]. AA7075 alloy in T6 condition was reported to be one of the commercially available aluminum alloys featuring highest strength [11]. AA6082 alloy is well-known because of its excellent combination of enhanced mechanical properties, good weldability and corrosion resistance. Thus, it is one of the most common commercial alloys suitable for structural parts. However, some efforts were made to even further strengthen these alloys. Severe plastic deformation e. g. equal-channel angular pressing (ECAP) [12], cryo-rolling [13] and cold rolling [14], were proven to be capable of enhancing the strength of aluminum alloys. Investigations also focused on the corrosion behavior of AA6082 alloy after cryo-rolling and room temperature rolling [15]. Cryo-rolling could enhance the corrosion properties of this alloy due to the formation of a superior protective passive layer.

## 1 Einleitung

Die weltweit notwendige Reduzierung von Kohlenstoffdioxidemissionen und zunehmende Erderwärmung motivierte Forscher und Ingenieure fortlaufend dazu, die Mikrostruktur und das mechanische Verhalten von hochfesten Stählen für Leichtbaustrukturen in der Automobilindustrie zu charakterisieren und maßzuschneidern. Vergleichbare thermo-mechanische Ansätze zur gezielten Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften, wie sie aus der Stahlblechumformung bekannt sind, haben sich jedoch bislang noch nicht in der Serienproduktion von hochfesten Aluminiumlegierungen etabliert. Daher nahmen die Forschungsaktivitäten auf diesem Gebiet in letzter Zeit zu. Die Realisierung von funktional gradierten Eigenschaften wurde am Beispiel von Stahlprodukten in verschiedenen Studien untersucht, wobei sich herausstellte, dass es möglich ist, die Mikrostruktur dieses Materials durch differenzierte thermo-mechanische Behandlungen maßzuschneidern [1, 2]. In einer weitergehenden Studie wurden bei der Warmumformung von Borstählen partiell erwärmte und gekühlte Umformwerkzeuge eingesetzt, um eine funktionale Gradierung der mechanischen Eigenschaften zu ermöglichen [3]. Die Proben wurden dabei erfolgreich warmumgeformt und zeigten im Anschluss maßgeschneiderte Eigenschaften. Die funktionale Anpassung der mechanischen Eigenschaften wurde in weiteren Untersuchungen nicht nur experimentell betrachtet, sondern es wurden auch Anstrengungen unternommen, ein vollständig gekoppeltes thermo-mechanisch-metallurgisches Modell zu entwickeln, um die Temperaturführung eines maßgeschneiderten Anlassprozesses von 22MnB5 weiter zu verbessern [4]. Die Bedeutung der optimal angepassten mechanischen Eigenschaften wurde anhand einer Übersicht zu Warmumformungstechnologien für Borstahlbleche mit funktional gradierten Eigenschaften verdeutlicht [5]. Da der Bedarf an Gewichtseinsparungen in der Automobilindustrie weiter zugenommen hat, wurde eine vergleichende Studie durchgeführt, um eine mögliche Substitution von Stahl durch hochfeste Aluminiumlegierungen in bestimmten Anwendungsbereichen, z. B. bei B-Säulen, zu evaluieren [6]. *Liu et al.* untersuchten dabei die Umformbarkeit und Einflüsse der Schmierung für zwei verschiedene Aluminiumlegierungen beim Warmumformen von B-Säulen [7]. Die Ergebnisse zeigten, dass B-Säulen aus Aluminium durch Warmumformung nur unter Verwendung von Schmiermitteln verarbeitet werden können. Seit Jahrzehnten sind hochfeste Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer hohen spezifischen Festigkeit in der Luft- und Raumfahrtindustrie weit verbreitet [8]. Die Aluminiumlegierungen AA6082 und AA7075 sind dabei neben anderen Legierungen der 6000er- und 7000er-Serie zwei der wichtigsten hochfesten Legierungen, die wegen ihrer exzellenten mechanischen und physikalischen Eigenschaften in der Luft- und Raumfahrtindustrie verwendet werden [9, 10]. Die Legierung AA7075 im Zustand T6 ist weit verbreiteten Erkenntnissen zufolge eine der kommerziell erhältlichen Aluminiumlegierungen mit höchsten Festigkeiten [11]. Die Legierung AA6082 ist für ihre ausgezeichnete Kombination aus guten mechanischen Eigenschaften, guter Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit bekannt. Daher ist sie eine der am weitesten verbreiteten kommerziell erhältlichen Legierungen, die für Strukturbauteile eingesetzt wird. Es wurden jedoch einige Anstrengungen unternommen, um die Festigkeit dieser Legierungen weiter zu verbessern. Extreme plastische Verformungen, wie

Mechanical properties of high strength aluminum alloys were investigated not only under monotonic loading but also under cyclic loading. Fatigue behavior of friction stir welded AA6082 alloy was studied in [16], revealing lower fatigue resistance in the friction stir welded condition compared to that of the base material. The characteristic stages of fatigue crack growth at room temperature were also analyzed for an AA6082 alloy [17]. The matrix-precipitate interfaces were found to be prone to fatigue crack initiation. The microstructural evolution of AA6082 alloy after forging was investigated in [18]. The intermetallic particles were resolved during cold deformation applying forging. Weldability and fatigue properties of AA6082 alloy were also explored utilizing metal inert gas welding [19]. The results revealed that poor quality welds noticeably decrease the fatigue life of joints. The formation of different phases upon directional solidification of a 6000 series alloy was studied in [20]. It was shown that the rate of solidification tremendously affects the type of phases formed.

Changes in mechanical properties of AA6082 alloy due to the heat treatment and thermo-mechanical processing were a topic of interest in several studies. The absolute value of forming-die temperatures was found to have a noticeable influence on the mechanical properties of a 6A02 aluminum alloy [21]. Hot deformation characteristics of AA6082 alloy at temperatures ranging from 460 °C to 560 °C and different strain rates were investigated to obtain the critical strain for the occurrence of dynamic recrystallization [22]. Elevated temperature behavior of AA6082 alloy upon solution heat treatment, forming and in-die quenching was discussed elsewhere [23]. Higher deformation temperatures and lower strain rates led to a significant drop in the flow stress level. It was found that the alloy is very sensitive to the deformation rate at temperatures in the range 400 °C to 540 °C [23]. The effect of process parameters during hot forming and cold-die quenching was probed, eventually revealing the increase of strength of AA6082 upon using apt deformation degrees and quenching rates [24]. *Shao* et al. designed a new biaxial tensile test rig to perform solution heat treatment, forming and in-die quenching using a Gleeble machine [25]. In addition to the experimental efforts made on forming and cold-die quenching of AA6082 alloy, this process was modeled using the Finite Element program ABAQUS [26]. The model was capable of assessing the errors of measured stress-strain responses. Recent advances in process design were achieved by applying the direct flame impingement heating method in the hot forming and cold-die quenching manufacturing process, revealing higher energy-efficiency and cost-effectiveness [27].

z. B. induziert durch das ECAP-Verfahren (ECAP = equal channel angular pressing) [12], das kryogene Walzen [13] und das Kaltwalzen [14], erwiesen sich als geeignet, die Festigkeit von Aluminiumlegierungen zu erhöhen. Die Untersuchungen konzentrierten sich dabei auch auf das Korrosionsverhalten der Legierung AA6082 nach dem kryogenen Walzen und Walzen bei Raumtemperatur [15]. So konnte das kryogene Walzen die Korrosionseigenschaften dieser Legierung aufgrund der Bildung einer verbesserten schützenden Passivschicht steigern.

Die mechanischen Eigenschaften von hochfesten Aluminiumlegierungen wurden nicht nur unter monotoner Belastung, sondern auch unter zyklischer Belastung untersucht. Das Ermüdungsverhalten der rührreibgeschweißten AA6082-Legierung wurde in [16] untersucht, wobei eine geringere Ermüdungsfestigkeit im rührreibgeschweißten Zustand im Vergleich zum Grundwerkstoff festgestellt wurde. Zudem wurden die Stadien des Ermüdungsrisswachstums bei Raumtemperatur für eine AA6082-Legierung analysiert [17]. Dabei erwiesen sich die Matrix-Ausscheidungs-Grenzflächen als anfällig für die Bildung von Ermüdungsrissen. Die mikrostrukturelle Entwicklung der AA6082-Legierung nach dem Schmieden wurde in [18] untersucht. Die intermetallischen Partikel wurden durch die Kaltverformung beim Schmieden aufgelöst. Die Schweißbarkeit und die Ermüdungseigenschaften der Legierung AA6082 bei Verwendung des Metallinertgasschweißens wurden ebenfalls untersucht [19]. Die Ergebnisse zeigten, dass eine schlechte Qualität der Schweißnähte die Ermüdungslebensdauer der Verbindungen merklich verringert. Zudem wurde die Bildung verschiedener Phasen bei gerichteter Erstarrung anhand einer Legierung der 6000er Serie in [20] untersucht. Es zeigte sich, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit die Art der gebildeten Phasen enorm beeinflusst.

Änderungen der mechanischen Eigenschaften der Legierung AA6082 aufgrund der Wärme- und der thermo-mechanischen Behandlung waren Gegenstand des Interesses von vielen Studien. Es wurde festgestellt, dass der Einfluss der Umformwerkzeugtemperaturen einen merklichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumlegierung 6A02 hat [21]. Bei der Legierung AA6082 wurde das Warmverformungsverhalten bei Temperaturen von 460 °C bis 560 °C sowie bei unterschiedlichen Dehnraten untersucht, um jeweils die kritische Dehnung für das Auftreten einer dynamischen Rekristallisation zu bestimmen [22]. Das Verhalten der Legierung AA6082 bei erhöhter Temperatur nach dem Lösungsglühen, Umformen und Abschrecken im Gesenk wurde an anderer Stelle diskutiert [23]. Höhere Verformungstemperaturen und niedrigere Dehnraten führen zu einem signifikanten Abfall des Fließspannungsniveaus. Es wurde dabei festgestellt, dass die Legierung bei Temperaturen im Bereich von 400 °C bis 540 °C sehr empfindlich auf die Dehnrate reagiert [23]. Zudem wurde der Einfluss der Prozessparameter während der Warmumformung und des Abschreckens mit gekühlten Umformwerkzeugen untersucht, wobei letztendlich eine signifikante Festigkeitssteigerung von AA6082 bei Verwendung geeigneter Verformungsgrade und Abschreckraten festgestellt wurde [24]. Bereits zuvor zeigten *Shao* et al. einen neuen biaxialen Zugprüfstand, um Lösungsglühen, Umformen und Abschrecken im Gesenk mit einer Gleeble-Maschine durchzuführen [25]. Zusätzlich zu den experimentellen Arbeiten zur Umformung und Abschreckung der Legierung AA6082 wurde dieser Prozess mit dem Finite-Elemente-Programm ABAQUS [26] modelliert. Das Modell war in der Lage, die Fehler der gemessenen Spannungs-Dehnungs-Verläufe zu bewer-

The establishment of adequate processing-structure-property relationships to manufacture AA7075 components, characterized by superior mechanical properties, was the aim of numerous studies. Isothermal uniaxial tensile tests at various temperatures and deformation rates were conducted on AA7075 to analyze the thermo-mechanical properties and to achieve processing maps [28]. Superplastic deformation behavior was reported for the AA7075 alloy after a thermo-mechanical treatment consisting of solution heat treatment, over-aging, warm rolling, recrystallization and aging [29]. The maximum elongation to failure was 700 % at 500 °C. In another study, a different thermo-mechanical treatment was employed to produce an AA7075 alloy with a fine-grained microstructure [30]. Hot forming limits of this alloy were also obtained by high temperature tensile testing and numerical simulations [31]. Some researchers focused on the heat treatment parameters of this alloy in order to improve its mechanical properties. In this regard, the impact of the solution heat treatment parameters on the enhancement of yield and ultimate tensile strength values of AA7075 has been explored [32]. The precipitation kinetics were accelerated by a double aging treatment at two different aging temperatures of 121 °C and 171 °C [33]. The cooling rate after solution heat treatment was found to affect the mechanical properties of AA7075 alloy [34]. A slow cooling rate led to the formation of coarse precipitates in the aluminum matrix, which eventually were unsuitable for strengthening of this alloy.

In the automotive industry, hot forming and die quenching of high strength steels to manufacture for example a B-pillar is state of the art since decades [5]. In order to transfer the general idea to fabrication of AA7075 B-pillars, a few studies concentrated on the influence of thermo-mechanical processing parameters on the evolution of properties in the AA7075 alloy [35]. The results achieved indicate that with apt selection of lubricants and deformation temperatures, producing B-pillars made of AA7075 alloy in principal is possible.

The present work focuses on the question, how cooling rate, in hot forming and die quenching of high strength aluminum can affect the mechanical properties and, hence, provides insights needed for tailoring mechanical properties and microstructure. Here, the effect of different tool temperatures on two aluminum alloys, AA6082 and AA7075, is investigated to explore their gradation potential. The individual tool temperatures led to different cooling rates which affect the final mechanical properties. The present work shows that different tool temperatures can have a strong influence upon the morphology and the type of precipitates that develop upon subsequent aging. The results obtained by mechanical testing, microstructural analysis and fractography open up new pathways for functional gradation of high-strength aluminum alloys.

Jüngste Fortschritte bei der Prozessauslegung wurden durch die direkte Beaufschlagung des Bauteils mit einer Flamme als Heizmethode bei der Warmumformung vor dem Abschrecken mit gekühlten Umformwerkzeugen erzielt, was in einer höheren Energieeffizienz und Kosteneffizienz resultierte [27].

Die Etablierung adäquater Prozessführung-Eigenschafts-Korrelationen zur Herstellung von AA7075-Komponenten, die sich durch optimierte mechanische Eigenschaften auszeichnen, war das Ziel zahlreicher Studien. Es wurden isotherme uniaxiale Zugversuche bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten an AA7075 durchgeführt, um die thermo-mechanischen Eigenschaften zu analysieren und Prozessführungsfenster zu bestimmen [28]. Über das Auftreten eines superplastischen Verformungsverhaltens wurde für die Legierung AA7075 nach einer thermo-mechanischen Behandlung, bestehend aus Lösungsglühen, Überalterung, Warmwalzen, Rekristallisation und Alterung, berichtet [29]. Die maximale Bruchdehnung betrug dabei 700 % bei 500 °C. In einer weiteren Studie wurde eine andere thermo-mechanische Behandlung angewandt, um eine AA7075-Legierung mit einer feinkörnigen Mikrostruktur herzustellen [30]. Die Warmformungsgrenzen dieser Legierung wurden ebenfalls durch Hochtemperatur-Zugversuche und numerische Simulationen ermittelt [31]. Einige Forscher konzentrierten sich auf die Wärmebehandlungsparameter dieser Legierung, um ihre mechanischen Eigenschaften zu verbessern. In diesem Zusammenhang wurde der Einfluss der Parameter der Lösungsglühbehandlung auf die Verbesserung der Streckgrenze und der Zugfestigkeitswerte von AA7075 untersucht [32]. Die Ausscheidungskinetik wurde durch eine zweistufige Alterungsbehandlung bei zwei verschiedenen Alterungstemperaturen von 121 °C und 171 °C beschleunigt [33]. Es wurde festgestellt, dass die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen die mechanischen Eigenschaften der Legierung AA7075 sehr stark beeinflusst [34]. Eine langsame Abkühlgeschwindigkeit führte zur Bildung von groben Ausscheidungen in der Aluminiummatrix, die letztendlich für die Verfestigung dieser Legierung ungeeignet sind.

In der Automobilindustrie ist das Warmumformen und Abschrecken im Werkzeug von hochfesten Stählen zur Herstellung z. B. einer B-Säule seit Jahrzehnten Stand der Technik [5]. Um die allgemeine Idee auf die Herstellung von AA7075-B-Säulen zu übertragen, konzentrierten sich einige wenige Studien auf den Einfluss thermo-mechanischer Verarbeitungsparameter auf die Entwicklung der Eigenschaften der AA7075-Legierung [35]. Die erzielten Ergebnisse deuten darauf hin, dass bei richtiger Auswahl von Schmiermitteln und Verformungstemperaturen die Herstellung von B-Säulen aus der Legierung AA7075 prinzipiell möglich ist.

Die vorliegende Arbeit konzentriert sich auf die Frage, wie die Abkühlgeschwindigkeit beim Warmumformen und Abschrecken von hochfesten Aluminiumlegierungen die mechanischen Eigenschaften beeinflussen kann, und liefert somit Erkenntnisse für die gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur. Insbesondere wird der Einfluss unterschiedlicher Werkzeugtemperaturen auf zwei Aluminiumlegierungen, AA6082 und AA7075, untersucht, um deren Potenzial für eine funktionale Gradierung zu bewerten. Die verschiedenen Werkzeugtemperaturen führen zu unterschiedlichen Abkühlraten, die sich auf die endgültigen mechanischen Eigenschaften auswirken. Die vorliegende Arbeit zeigt, dass verschiedene Werkzeugtemperaturen einen starken Einfluss auf die Morphologie und die Art der Ausscheidungen haben

## 2 Experimental Procedure

### 2.1 Materials

Rolled sheets of AA6082 and AA7075 alloys with a thickness of 1.5 mm were used in the present study. AA6082 and AA7075 alloys were supplied by BIKAR-METALLE and AMAG, respectively. The condition of the as-received alloys was peak-aged (T6), i. e. solution heat treated, quenched and artificially aged. The sheets were sectioned into blanks of 250 mm × 140 mm × 1.5 mm for the forming and heat treatment experiments. The chemical compositions of as-received alloys, determined by optical emission spectroscopy (OES) technique, are summarized in Table 1.

### 2.2. Thermo-mechanical Processing

The experimental setup utilized in the present work is shown in Figure 1. As displayed in Figure 1a and b, the setup consists of a roller hearth furnace, a manual transfer route, a hydraulic press equipped with a tempered, hat-shaped tool and a furnace employed for the final aging treatment.

In order to assess the effect of various tool temperatures on the mechanical properties and microstructural evolution of both alloys, five different thermo-mechanical processing routes were considered (Fig. 1c). The materials were heated up to the corresponding solution heat treatment temperature (540 °C and 480 °C for AA6082 and AA7075, respectively) [32] at a heating rate of 2 °C/s and soaked for 5 min. After solution annealing, the heated blanks were transferred within 6 to 8 seconds to the forming tool. The blanks were then formed and quenched using tools with different temperatures (24, 100, 200, 300, 350 °C) to promote different cooling rates. The tool moving speed and maximum force applied in the forming process were 32 mm/s and 78 kN, respectively. To estimate plastic strain imposed by hot forming using the setup detailed, the process was simulated using Simufact forming software [36]. Results are shown in Figure 1d. After hot deformation, blanks were kept within the tool for 30 s to guarantee a homogenous temperature profile throughout the blank. Before mechanical testing and microstructure analysis, the blanks were aged at 180 °C for 8 h in case of AA6082 and at 120 °C for 25 h for AA7075, respectively.

können, die sich bei der nachfolgenden Alterung entwickeln. Die Ergebnisse der mechanischen Prüfung, der Mikrostrukturanalyse und der Fraktographie zeigen dabei neue Wege für die funktionale Gradierung von hochfesten Aluminiumlegierungen auf.

## 2 Experimentelle Vorgehensweise

### 2.1 Werkstoffe

In der vorliegenden Studie wurden gewalzte Bleche aus den Legierungen AA6082 und AA7075 mit einer Dicke von 1,5 mm verwendet. Die Legierungen AA6082 und AA7075 wurden von den Firmen BIKAR-METALLE bzw. AMAG geliefert. Der Zustand der Legierungen im Anlieferungszustand war gealtert auf höchste Festigkeit (T6), d. h. lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert. Für die Umform- und Wärmebehandlungsversuche wurden die Bleche in Platinen von 250 mm × 140 mm × 1,5 mm geschnitten. Die chemischen Zusammensetzungen der Legierungen im Anlieferungszustand, die mittels optischer Emissionsspektroskopie (OES) bestimmt wurden, sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

### 2.2 Thermo-mechanische Behandlung

Der in der vorliegenden Arbeit verwendete Versuchsaufbau ist in Bild 1 dargestellt. Wie in Bild 1a und b gezeigt, besteht der Aufbau aus einem Rollenherdofen, einer manuellen Transferstrecke, einer hydraulischen Presse, die mit einem vergüteten Hutprofil-Werkzeug ausgestattet ist, und einem Ofen für die abschließende Alterungsbehandlung.

Um den Einfluss verschiedener Werkzeugtemperaturen auf die mechanischen Eigenschaften und die mikrostrukturelle Entwicklung der beiden Legierungen zu beurteilen, wurden fünf verschiedene thermo-mechanische Prozessrouten betrachtet (Bild 1c). Die Platinen wurden mit einer Aufheizrate von 2 °C/s auf die entsprechende Lösungsgeglühtemperatur (540 °C bzw. 480 °C für AA6082 bzw. AA7075) [32] aufgeheizt und 5 min lang gehalten. Nach dem Lösungsgeglühen wurden die erwärmten Blechproben innerhalb von 6 bis 8 Sekunden in das Formwerkzeug eingelegt. Die Rohlinge wurden dann mit Werkzeugen mit unterschiedlicher Temperatur (24 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 350 °C) umgeformt und abgeschreckt, um unterschiedliche Abkühlraten zu erzielen. Die Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs und die maximale Kraft während des Umformschrittes betragen 32 mm/s bzw. 78 kN. Zur Abschätzung der Größe der plastischen Dehnung bei der Warmumformung unter Verwendung des komplexen Aufbaus wurde der Prozess mit der Umformsoftware Simufact Forming simuliert [36]. Die Ergebnisse sind in Bild 1d dargestellt. Nach der Warmumformung wurden die umgeformten Blechproben für 30 s im Werkzeug

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
AA6082 (wt.-%)	0.90	0.42	0.10	0.44	0.80	0.02	0.19	0.04	–	Balance
AA7075 (wt.-%)	0.10	0.11	1.49	0.03	2.38	0.20	5.57	0.03	0.04	Balance

Table 1. Chemical compositions of aluminum alloys used in this study

Tabelle 1. Chemische Zusammensetzungen der in dieser Arbeit verwendeten Aluminiumlegierungen

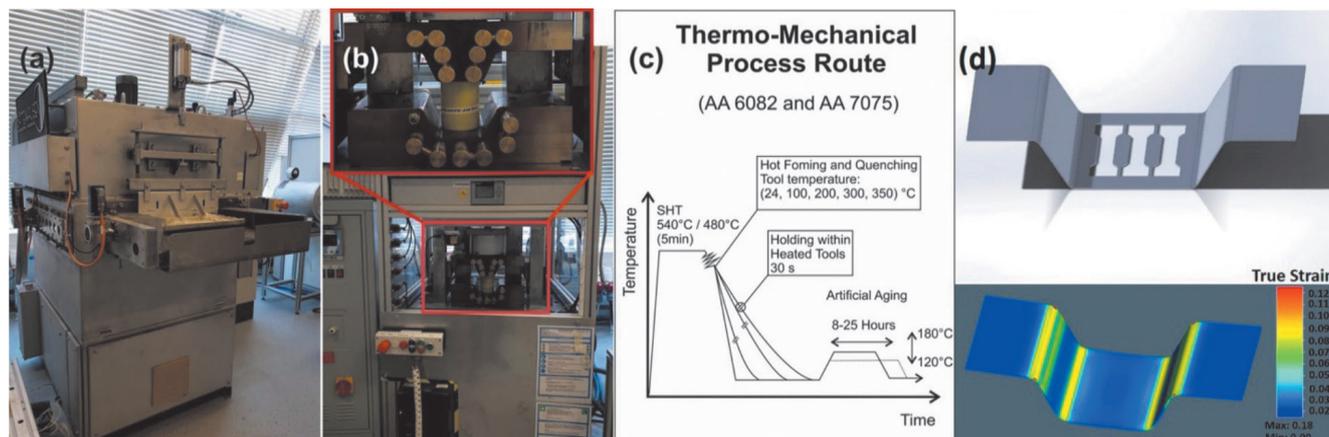


Fig. 1. (a) Roller hearth furnace, (b) forming tool, (c) schematic representation of the thermo-mechanical route used in the present study, and (d) schematic illustration and results obtained by forming simulation of the hot formed blank

Bild 1. (a) Rollenherdofen, (b) Umformwerkzeug, (c) schematische Darstellung der verwendeten thermo-mechanischen Route, (d) schematische Darstellung und Ergebnisse der Umformsimulation des Hutprofils

### 2.3 Material Characterization

Room temperature tensile tests were carried out at a nominal crosshead speed of 5 mm/min using flat tensile samples with gage section dimensions of 50 mm × 12.5 mm × 1.5 mm (according to ASTM E8 standard [37]). The samples were cut along the rolling direction of the sheets by electric discharge machining. Tensile samples from the thermo-mechanically processed blanks were extracted from the top hat sections (cf. Fig. 1d). Strain measurements were carried out using an extensometer directly attached to the sample surfaces. Three tensile tests for each condition were conducted and the average values are reported. The samples for metallographic investigation were prepared using standard polishing procedures. Two scanning electron microscopes (SEM) equipped with energy dispersive spectroscopy (EDS) and electron backscatter diffraction (EBSD) units operating at a nominal voltage of 20 kV were employed to analyze details with respect to microstructure evolution and fracture of the samples tested in various conditions. For EBSD examination, in order to obtain a deformation-free surface, the specimens were vibro-polished for 24 hours using a colloidal silica solution with particle size of 0.05 μm. Scanning transmission microscopy (STEM) using the high-resolution SEM detailed above operating at a nominal voltage of 30 kV and the integrated STEM device was conducted to investigate the precipitate distribution. For STEM analysis, 3-mm-discs were mechanically ground down to a thickness of 300 μm. Thereafter, the discs were twin jet polished using a solution containing 70 % ethanol and 30 % nitric acid at about 20 °C and 16 V. EDS and STEM analysis were conducted using a high-resolution SEM (Zeiss ULTRA GEMINI, Germany) equipped with a field emission gun. EBSD, back-scatter electron (BSE) and fracture surface analysis, the latter using secondary electron (SE) mode, were performed using a

gehalten, um ein homogenes Temperaturprofil über der gesamten Probenfläche zu gewährleisten. Vor der mechanischen Prüfung und Mikrostrukturanalyse wurden die Rohlinge im Fall von AA6082 bei 180 °C für 8 h und im Fall von AA7075 bei 120 °C für 25 h gealtert.

### 2.3 Materialcharakterisierung

Zugversuche bei Raumtemperatur wurden bei einer nominalen Traversengeschwindigkeit von 5 mm/min an flachen Zugproben mit Querschnittsabmessungen von 50 mm × 12,5 mm × 1,5 mm (gemäß ASTM E8-Standard [37]) durchgeführt. Die Proben wurden entlang der Walzrichtung der Bleche durch Drahterosion entnommen. Aus den Hutprofilen wurden dabei Zugproben der thermo-mechanisch behandelten Zustände an definierten Stellen entnommen (vgl. Bild 1d). Dehnungsmessungen wurden mit einem direkt an den Probenoberflächen angebrachten Extensometer durchgeführt. Auf Basis von je drei Zugversuchen wurden für jeden Zustand die Durchschnittswerte ermittelt. Die Proben für die metallographische Untersuchung wurden mit Standard-Poliervorgang vorbereitet. Zwei Rasterelektronenmikroskope (REM), die mit Einheiten für energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS/EDX) und Elektronenrückstreubeugung (EBSD) ausgestattet waren und bei einer Nennspannung von 20 kV betrieben wurden, wurden eingesetzt, um Details hinsichtlich der Gefügeentwicklung und des Bruchbilds der in den verschiedenen Zuständen geprüften Proben zu analysieren. Für die EBSD-Untersuchungen wurden die Proben, um eine verformungsfreie Oberfläche zu erhalten, 24 Stunden lang mit einer kolloidalen Kieselsäurelösung mit einer Partikelgröße von 0,05 μm vibropoliert. Zur Untersuchung der Ausscheidungscharakteristik wurde die Rasterelektronentransmissionsmikroskopie (STEM) mit einem hochauflösenden REM bei einer Nennspannung von 30 kV unter Verwendung des integrierten STEM-Detektors durchgeführt. Für die STEM-Analyse wurden 3-mm-Scheiben mechanisch auf eine Dicke von 300 μm geschliffen. Danach wurden die Scheiben mit einer Lösung, die 70 % Ethanol und 30 % Salpetersäure enthielt, bei etwa 20 °C und 16 V elektrolytisch gedünnt. EDS- und STEM-Analyse wurden mit einem hochauflösenden REM (Zeiss ULTRA GEMINI, Deutsch-

CamScan MV 2300 SEM equipped with a tungsten filament. The step sizes of all EBSD measurements were 1.5  $\mu\text{m}$ .

### 3 Results and Discussion

#### 3.1 Mechanical Behavior

The yield strength (YS) and ultimate tensile strength (UTS) of the AA6082 alloy in its as-received (T6) condition were determined as 310 MPa and 340 MPa, respectively. For the AA7075 alloy, the as-received sample had YS and UTS of 470 MPa and 580 MPa, respectively. Tensile properties of AA6082 and AA7075 alloys quenched and cooled using tools with different temperatures are provided in Table 2 and 3. From these tables, it can be deduced for both alloys that for tool temperatures up to 200 °C the YS and UTS are only marginally sensitive. At a temperature of 350 °C, a significant decrease in YS and UTS values is seen for both alloys. Thus, only relatively low tool temperatures result in parts with high strength. This comes at the expense of reduced ductility as compared to those blanks processed in hot tools. For a tool temperature of 350 °C, the elongation at failure of both alloys reaches its highest measured value. Basically, the increase in the quenching/cooling rate leads to a higher level of supersaturation and, thus, allows for subsequent precipitation imposed only by the aging treatment [38, 39]. The enhancement of material strength at lower tool temperatures is, thus, attributed to the formation of fine, strengthening precipitates from the supersaturated alloys during subsequent aging. Slow cooling reduces the potential for age hardening, as the alloying elements can form precipitates on cooling. Consequently, less abundant precipitation occurs in the subsequent aging step, leading to a significantly lower hardness in the final condition of the materials. Focusing on ductility and elongation at failure, the inferior properties in samples formed in tools at relatively low temperature can be rationalized based on the evolution of microstructure [40]. Fan et al. also reported that an increase in tool temperature to values above 250 °C results in higher ductility, however, lower strength in hot forming and tool quench-

land) durchgeführt, das mit einer Feldemissionsquelle ausgestattet war. EBSD-, Rückstreuелеktronen- (BSE) und Bruchflächenanalyse, letztere im Sekundärelektronen-Modus (SE), wurden mit einem CamScan MV 2300 REM durchgeführt, das mit einer Wolframkathode ausgestattet war. Die Schrittweite aller EBSD-Messungen betrug 1,5  $\mu\text{m}$ .

### 3 Ergebnisse und Diskussion

#### 3.1 Mechanisches Verhalten

Die Streckgrenze ( $R_{p0,2}$ ) und die Zugfestigkeit ( $R_m$ ) der Legierung AA6082 im Anlieferungszustand (T6) wurden mit 310 MPa bzw. 340 MPa bestimmt. Bei der Legierung AA7075 weisen die Proben im Anlieferungszustand  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte von 470 MPa bzw. 580 MPa auf. Die Zugfestigkeitseigenschaften der Legierungen AA6082 und AA7075, die über die Werkzeuge mit unterschiedlichen Temperaturen abgeschreckt bzw. abgekühlt wurden, sind in Tabelle 2 und 3 angegeben. Aus diesen Tabellen lässt sich für beide Legierungen ableiten, dass  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  bei Werkzeugtemperaturen bis 200 °C nur geringfügig beeinflusst werden. Bei einer Temperatur von 350 °C jedoch ist für beide Legierungen ein signifikanter Rückgang der  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte festzustellen. Daher führen nur relativ niedrige Werkzeugtemperaturen zu Bauteilen mit hoher Festigkeit. Dies geht jedoch auf Kosten einer niedrigeren Duktilität im Vergleich zu den Platinen, die in beheizten Werkzeugen umgeformt und abgekühlt wurden. Bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C erreicht die Bruchdehnung beider Legierungen ihren höchsten gemessenen Wert. Grundsätzlich führt die Erhöhung der Abschreck-/Abkühlrate zu einem höheren Grad an Übersättigung der Legierungselemente und erlaubt somit eine gezielte Ausscheidung der Sekundärphasen während der nachfolgenden Alterungsbehandlung [38, 39]. Die Erhöhung der Werkstofffestigkeit bei niedrigeren Werkzeugtemperaturen wird daher auf die Bildung feiner, festigkeitssteigernder Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall während der nachfolgenden Alterung zurückgeführt. Eine langsame Abkühlung verringert das Potenzial für eine nachfolgende Aushärtung, da die Legierungselemente bereits beim Abkühlen grobe, ungeeignete Ausscheidungen bilden können. Infolgedessen kommt es im nachfolgenden Alterungsschritt zu einer weniger ausgeprägten Ausscheidungsbil-

Conditions	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
As-received (T6)	310 $\pm$ 4	340 $\pm$ 6	14.1 $\pm$ 1
Tool temperature 24 °C	319 $\pm$ 5	338 $\pm$ 8	7 $\pm$ 3
Tool temperature 100 °C	308 $\pm$ 6	332 $\pm$ 3	9.6 $\pm$ 3
Tool temperature 200 °C	302 $\pm$ 4	330 $\pm$ 5	11.2 $\pm$ 3
Tool temperature 350 °C	79 $\pm$ 3	163 $\pm$ 6	15.9 $\pm$ 2

Table 2. Summary of the tensile tests carried out on AA6082 alloy in different conditions. Standard deviations are provided in the table

Tabelle 2. Zusammenfassung zu den durchgeführten Zugversuche an AA6082 in verschiedenen Zuständen. In der Tabelle angegeben sind die jeweiligen Standardabweichungen

Conditions	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
As-received (T6)	470 $\pm$ 4	580 $\pm$ 5	14.3 $\pm$ 1
Tool temperature 24 °C	489 $\pm$ 8	576 $\pm$ 6	10.4 $\pm$ 2
Tool temperature 100 °C	490 $\pm$ 5	570 $\pm$ 7	10.7 $\pm$ 3
Tool temperature 200 °C	490 $\pm$ 10	561 $\pm$ 8	11.2 $\pm$ 5
Tool temperature 350 °C	164 $\pm$ 8	338 $\pm$ 9	13.9 $\pm$ 3

Table 3. Summary of the tensile tests carried out on AA7075 alloy in different conditions. Standard deviations are provided in the table

Tabelle 3. Zusammenfassung zu den durchgeführten Zugversuche an AA7075 in verschiedenen Zuständen. In der Tabelle angegeben sind die jeweiligen Standardabweichungen

ing of 6A02 aluminum alloy sheet [21]. In order to shed light on the relevant mechanisms, microstructural evolution will be elaborated in the next sections.

### 3.2 Microstructural Evolution

The impact of various thermo-mechanical processing routes on microstructure evolution was first studied by EBSD. Grain sizes reported were analyzed using values provided by the TSL OIM analysis 6 software and the linear intercept method. At least 100 grains were analyzed for each condition to report the grain sizes. The average grain sizes of the AA6082 and AA7075 alloys in the as-received conditions were determined as  $32 \pm 9 \mu\text{m}$  and  $24 \pm 8 \mu\text{m}$ , respectively (Fig. 2a and 2c). Color coding for visualization of single grains is based on the grain tolerance angle of 5 degrees. It should be noted that the colors of the grains are artificial, thus, they do not represent individual orientations. The average confidence index values of EBSD measurements for micrographs shown in Figure 2a, 2b, 2c, and 2d were 0.81, 0.71, 0.76 and 0.67, respectively. The unindexed points were cleaned by neighbor confidence index correlation (the minimum confidence index was set to 0.2). Quenching/cooling and forming of samples in tools with different temperatures had limited impact on the final grain size. Since the solution heat treatment temperatures were similar for all cases, the soaking times kept at 5 min and all forming operations conducted at temperatures well below  $460 \text{ }^\circ\text{C}$  (the minimum temperature being considered in [22]), only slight changes in grain size were expected. To exclude any effects originating from grain growth or dynamic recrystallization, and to obtain general grain statistics, EBSD analysis was carried out. For the sake of brevity, only EBSD orientation image maps (OIMs) of samples deformed in the hot tool are shown. The grain sizes in the AA6082 samples processed in the tools with temperatures of  $24 \text{ }^\circ\text{C}$  (not shown),  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  (not shown), and  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ , were  $29 \pm 9 \mu\text{m}$ ,  $28 \pm 9 \mu\text{m}$  and  $27 \pm 10 \mu\text{m}$ , respectively. The grain sizes of AA7075 samples processed in the tools with temperatures of  $24 \text{ }^\circ\text{C}$  (not shown),  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  (not shown), and  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  were  $25 \pm 10 \mu\text{m}$ ,  $22 \pm 8 \mu\text{m}$ , and  $22 \pm 8 \mu\text{m}$ , respectively. These findings are in line with the literature [27, 35]. Previously, it was also found that thermo-mechanical processing parameters during hot stamping of AA6082 alloy have only a marginal influence on the final grain size [27]. Harrison et al. also reported that the grain size of the AA7075 alloy appears hardly unaffected upon hot stamping operations for manufacturing of B-pillar outer panels [35]. According to the EBSD OIMs shown in Figure 2, variations in mechanical properties found for the investigated alloys (Table 2 and 3) upon utilization of tools with various temperatures are not a consequence of a difference in grain size. Therefore, a more detailed microstructure analysis was conducted to investigate microstructural changes on a

ding, was zu einer deutlich geringeren Härte im Endzustand der Werkstoffe führt. Bei Betrachtung nur der Duktilität und Bruchdehnung können die geringeren absoluten Zahlenwerte für die Zustände, die bei relativ niedrigen Werkzeugtemperaturen umgeformt wurden, auf Basis der Entwicklung der Mikrostruktur begründet werden [40]. Fan et al. berichteten, dass eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf Werte über  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  zu einer höheren Duktilität, jedoch zu einer geringeren Festigkeit beim Warmumformen und Abschrecken von Blechen aus der Aluminiumlegierung 6A02 führt [21]. Um die dabei relevanten Mechanismen zu beleuchten, wird in den nächsten Abschnitten die Entwicklung der Mikrostruktur ausführlich dargelegt.

### 3.2 Mikrostrukturelle Entwicklung

Der Einfluss verschiedener thermo-mechanischer Prozessrouten auf die Entwicklung von Mikrostrukturen wurde zunächst unter Verwendung der EBSD-Methode untersucht. Die angegebenen Korngrößen wurden dabei auf Basis von Werten ermittelt, die durch die TSL OIM-Analysesoftware (Version 6) und über das Linienschnittverfahren erarbeitet wurden. Mindestens 100 Körner wurden für jeden Zustand analysiert, um die dazugehörigen Korngrößen zu bewerten. Die durchschnittlichen Korngrößen der Legierungen AA6082 und AA7075 im Anlieferungszustand wurden mit  $32 \pm 9 \mu\text{m}$  bzw.  $24 \pm 8 \mu\text{m}$  bestimmt (Bild 2a und 2c). Die Farbcodierung zur Visualisierung der einzelnen Körner basiert auf dem sog. Korntoleranzwinkel (hier einem minimalen Misorientierungswinkel zwischen zwei Körnern von 5 Grad). Es ist zu beachten, dass die Farben der Körner willkürlich sind, d. h. sie stellen keine individuellen Orientierungen dar. Die durchschnittlichen Konfidenzindexwerte der EBSD-Messungen für die in Bild 2a, 2b, 2c und 2d gezeigten Aufnahmen betragen 0,81, 0,71, 0,76 bzw. 0,67. Die nicht indizierten Punkte wurden durch nachträgliche Datenbearbeitung (Nachbarschafts-Vertrauensindexkorrelation) bereinigt (der minimale Vertrauensindex wurde auf 0,2 festgelegt). Das Abschrecken/Abkühlen und Umformen der Proben in den Werkzeugen mit unterschiedlichen Temperaturen hatte dabei nur einen begrenzten Einfluss auf die finale Korngröße. Da die Lösungsglühtemperaturen in allen Fällen ähnlich waren, die Lösungsglühdauer bei 5 min belassen wurde und alle Umformungen bei Temperaturen deutlich unter  $460 \text{ }^\circ\text{C}$  durchgeführt wurden (diese Temperaturgrenze wurde in [22] angegeben), waren nur geringe Änderungen der Korngröße zu erwarten. Um jegliche Effekte durch Kornwachstum oder dynamische Rekristallisation auszuschließen und um allgemeine Kornstatistiken zu erhalten, wurden die EBSD-Analysen durchgeführt. Der Kürze halber werden nur EBSD-Orientierungsbildkarten (OIMs) von im maximal beheizten Werkzeug verformten Proben gezeigt. Die Korngrößen in den AA6082-Proben, die bei Werkzeugtemperaturen von  $24 \text{ }^\circ\text{C}$  (nicht gezeigt),  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  (nicht gezeigt) und  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  behandelt wurden, betragen  $29 \pm 9 \mu\text{m}$ ,  $28 \pm 9 \mu\text{m}$  und  $27 \pm 10 \mu\text{m}$ . Die Korngrößen der AA7075-Proben, die bei Werkzeugtemperaturen von  $24 \text{ }^\circ\text{C}$  (nicht gezeigt),  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  (nicht gezeigt) und  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  behandelt wurden, betragen  $25 \pm 10 \mu\text{m}$ ,  $22 \pm 8 \mu\text{m}$  bzw.  $22 \pm 8 \mu\text{m}$ . Diese Ergebnisse stehen im Einklang mit der Literatur [27, 35], wo bereits zuvor festgestellt werden konnte, dass die thermo-mechanischen Verarbeitungsparameter beim Warmumformen der Legierung AA6082 nur einen marginalen Einfluss auf die Endkorngröße haben [27]. Harrison et al. berichteten, dass auch die Korngröße

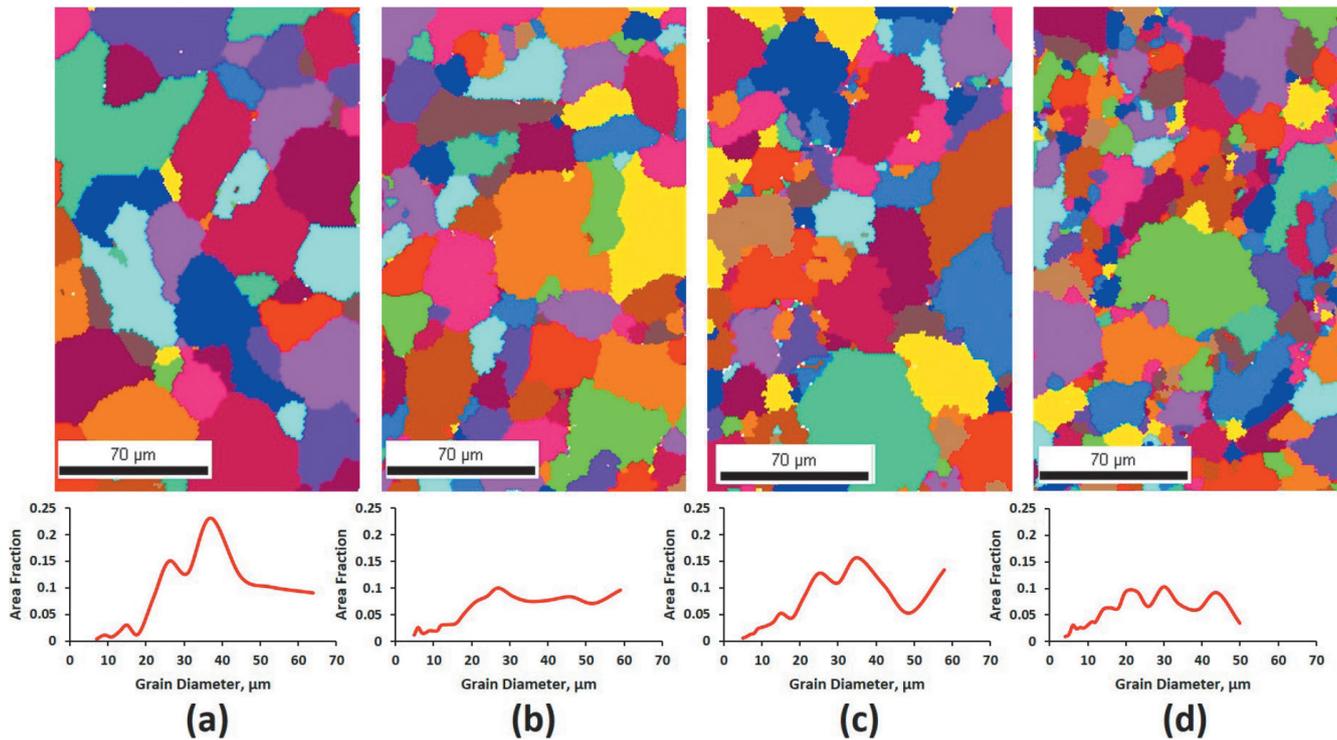


Fig. 2. EBSD maps and corresponding grain size distributions of (a) AA6082 in as-received condition, (b) AA6082 upon manufacturing in the tool with a temperature of 350°C, (c) AA7075 in as-received condition and (d) AA7075 upon manufacturing in the tool with a temperature of 350°C

Bild 2. EBSD-Messung sowie die zugehörige Korngrößenverteilung von (a) AA6082 im Anlieferungszustand, (b) AA6082 umgeformt bei der Werkzeugtemperatur von 350°C, (c) AA7075 im Anlieferungszustand und (d) AA7075 umgeformt bei der Werkzeugtemperatur von 350°C

smaller scale, i. e. focusing on the morphology and distribution of precipitates in the different conditions.

BSE micrographs are shown in Figure 3. From Figure 3 it can be deduced that tool temperature plays a key role in terms of size and morphology of precipitates formed within the subsequent aging step. Formation of coarse precipitates is seen in the AA7075 sample when the blank is cooled in the hot tool (350 °C, Fig. 3b). On the contrary, such coarse precipitates are not visible in case of samples quenched in the tool at a temperature of 24 °C (Fig. 3a). It is noted that upon cooling of the AA7075 sample in the hot tool precipitates are observed along the grain boundaries. Heterogeneous precipitation occurs at grain boundaries, as the degree of supersaturation and the content of excess vacancies around the grain boundaries is too low to allow for homogeneous precipitation. It is well-known that a relatively low cooling rate after solution heat treatment promotes the precipitation along grain boundaries and, thus, precipitate-free zones in the region adjacent to the grain boundaries [41–44]. Eventually, the degree of supersaturation is reduced and, thus, precipitates forming/evolving during subsequent aging treatment are not suitable for strengthening of the

der AA7075-Legierung bei Warmumformungsvorgängen zur Herstellung von B-Säulen-Außenplatten kaum beeinflusst wird [35]. Gemäß den in Bild 2 dargestellten EBSD OIMs sind bei der Verwendung von Werkzeugen mit unterschiedlicher Temperatur die für die untersuchten Legierungen (Tabelle 2 und 3) festgestellten Änderungen der mechanischen Eigenschaften somit nicht die Folge einer unterschiedlichen Korngröße. Daher wurde eine detailliertere Gefügeanalyse durchgeführt, um mikrostrukturelle Veränderungen auch auf einer kleineren Skala zu analysieren, d. h. mit Fokus auf die Morphologie und Verteilung der Ausscheidungen resultierend aus den verschiedenen Prozessbedingungen.

Die BSE-Aufnahmen sind in Bild 3 dargestellt. Aus diesen Aufnahmen kann abgeleitet werden, dass die Werkzeugtemperatur eine Schlüsselrolle in Bezug auf Größe und Morphologie der Ausscheidungen spielt, die sich im nachfolgenden Alterungsschritt bilden. Die Bildung grober Ausscheidungen ist in der AA7075-Probe zu sehen, wenn die Platine im heißen Werkzeug abgekühlt wird (350 °C, Bild 3b). Im Gegensatz dazu sind grobe Ausscheidungen bei Platinen, die im Werkzeug bei einer Temperatur von 24 °C abgeschreckt wurden, nicht sichtbar (Bild 3a). Es ist vor allem zu berücksichtigen, dass nach dem Abkühlen der AA7075-Platine im stark beheizten Werkzeug Ausscheidungen entlang der Korngrenzen in der Probe sichtbar werden. Heterogene Ausscheidungen treten dabei an den Korngrenzen auf, da Grad der Übersättigung und Gehalt an überschüssigen Leerstellen um die Korngrenzen herum zu gering sind, um homogene Ausscheidung zu ermöglichen. Es ist bekannt, dass eine relativ geringe Abkühlgeschwindigkeit nach der Lösungsglühbehandlung die Ausscheidung auf den Korngrenzen und somit das Auftreten von ausscheidungs-freien Zonen in direkter Umgebung der

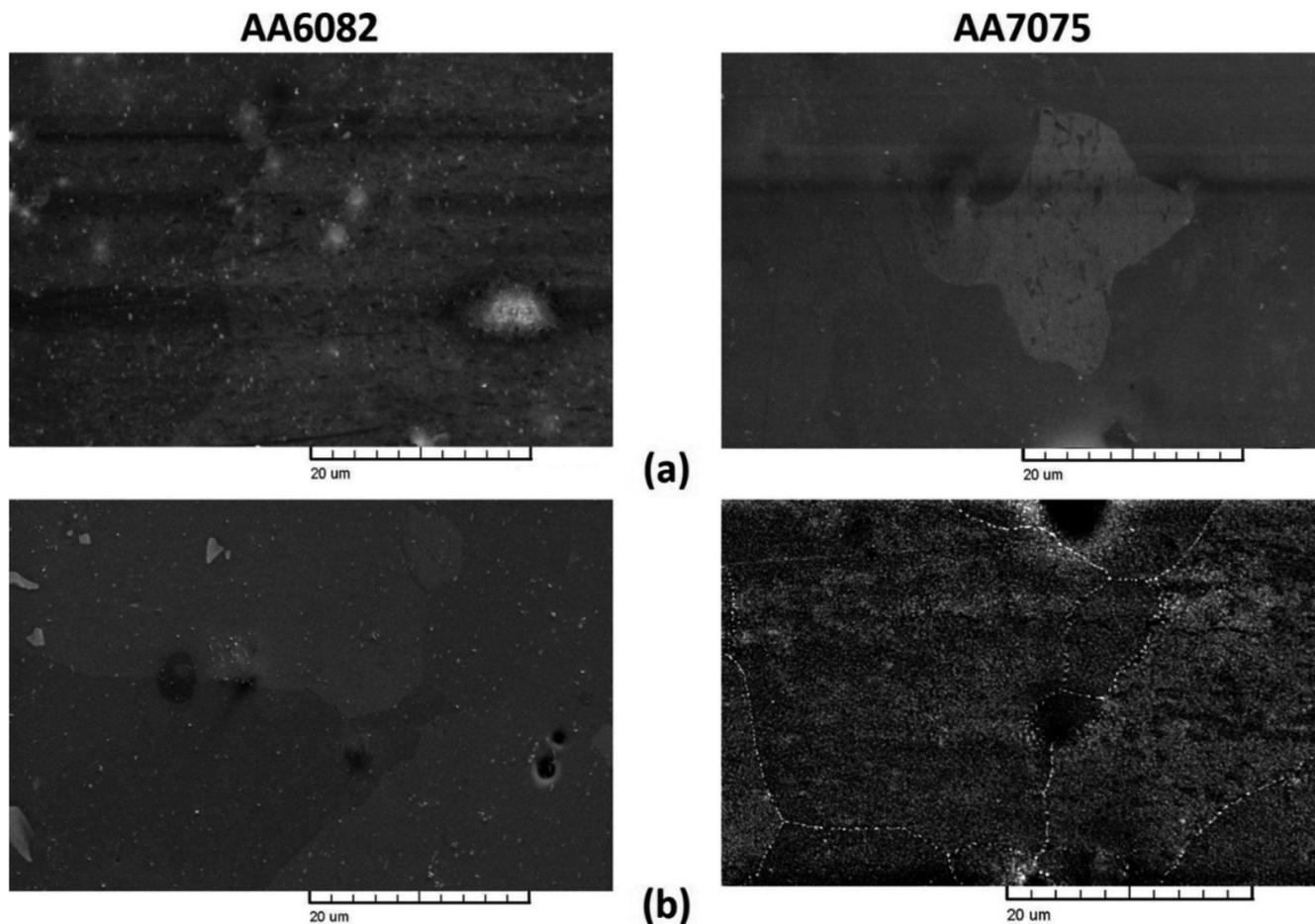


Fig. 3. BSE images of samples manufactured in tools with temperatures of (a) 24 °C and (b) 350 °C; the first and second column show micrographs of AA6082 and AA7075, respectively

Bild 3. BSE-Bilder der im Werkzeug umgeformten Proben bei Temperaturen von (a) 24 °C und (b) 350 °C; die erste und zweite Spalte zeigen Mikrostruktur-aufnahmen von AA6082 bzw. AA7075

material. Enhanced strength of both alloys formed in the tool with a temperature of 24 °C can be rationalized based on the formation of very fine and homogeneously distributed precipitates, being characterized by short interparticle spacing, throughout the microstructure. Such a distribution of finely spaced precipitates improves material strength, as these precipitates effectively interact with dislocations finally impeding their motion [45, 46].

In order to complement findings obtained by BSE imaging for the AA6082 sample formed in the hot tool (Fig. 3b) an elemental mapping using EDS was conducted. Obviously, probed volumes in case of BSE and EDS analysis are different. In addition, at this point it needs to be considered that peak overlapping as well as fluorescence can strongly affect EDS profile analysis and, hence, may explain why Si was not detected at several locations. In this regard, Al (which is abundantly available) is known to cause secondary fluorescence radiation of Mg such that the fraction of Mg could be

Korngrenzen fördert [41–44]. Dabei wird lokal der Grad der Übersättigung soweit verringert, dass sich bei der nachfolgenden Alterungsbehandlung keine Ausscheidungen bilden/entwickeln, die zur Festigkeitssteigerung des Werkstoffs geeignet sind. Die generelle Festigkeitssteigerung beider Legierungen, die sich nach dem Abkühlen in einem Werkzeug der Temperatur von 24 °C und nachgeschalteter Auslagerungsbehandlung zeigt, lässt sich durch die Entstehung einer sehr feinen und homogenen Verteilung von Ausscheidungen, die sich durch einen kurzen Abstand zwischen den einzelnen Ausscheidungen auszeichnen, im gesamten Gefüge begründen. Eine solche Verteilung fein verteilter Ausscheidungen verbessert die Werkstofffestigkeit, da diese Ausscheidungen intensiv mit Versetzungen interagieren, wodurch letztendlich deren Bewegung effektiv behindert wird [45, 46].

Zur Ergänzung der im BSE-Modus gewonnenen Erkenntnisse für die im beheizten Werkzeug umgeformte AA6082-Probe (Bild 3b) wurde eine Elementkartierung mittels EDX durchgeführt. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die untersuchten Volumina im Falle von BSE- und EDX-Analyse unterschiedlich sind. Darüber hinaus muss an dieser Stelle berücksichtigt werden, dass sowohl eine mögliche Peaküberlappung als auch Fluoreszenzerscheinungen die EDX-Profilanalyse stark beeinflussen können. Dies wiederum kann erklären, warum Si an einigen Stellen nicht nachgewiesen wurde. Es ist

largely overestimated. However, in light of these considerations the following aspects still can be derived from data presented: From Figure 4, it can be deduced that some coarse Mg-rich precipitates formed alongside the grain boundaries although these precipitates are hardly visible in the BSE images (Fig. 3b and Fig. 4). It was reported that coarse precipitates formed in this alloy are of  $Mg_2Si$  type [20]. These precipitates are hardly effective for strengthening of the AA6082 alloy. Furthermore, in Figure 4 some large precipitates can be observed in the grain interior. These coarse precipitates were detected by both BSE imaging and EDS, and are preferentially enriched in Mg, Si and Cr, respectively. These coarse precipitates might not have been formed as a result of thermo-mechanical processing and could have been already present in the as-received condition of the alloy used in the present study (as indicated in Fig. 3a).

Figure 5 shows the STEM bright field images within the grain interior of the AA7075 sample manufactured in the tool with a temperature of 24 °C. From this figure, it can be deduced that the sample formed in the cold tool followed by aging treatment contains very fine and well dispersed precipitates. These fine precipitates interact with dislocations and impede their motion [47]. In general, the excellent performance of such kind of high strength aluminum alloys can be enhanced by the formation of these precipitates. Clearly, in-depth analysis of the elementary mechanisms being active in the alloys studied is of high importance. However, as can be deduced from the literature reporting on microstructure evolution in aluminum alloys, provision of quantitative data based on high-resolution microscopy is very challenging in these alloys (especially for the samples containing extremely fine pre-

known, dass Al (das reichlich vorhanden ist) sekundäre Fluoreszenzstrahlung von Mg verursacht, sodass der Anteil von Mg deutlich überschätzt werden könnte. Vor dem Hintergrund dieser Überlegungen lassen sich aus den vorgelegten Daten jedoch weiterhin folgende Erkenntnisse ableiten: In Bild 4 lässt sich erkennen, dass sich einige grobe Mg-reiche Ausscheidungen entlang der Korngrenzen gebildet haben, obwohl diese (Ausscheidungen) in den BSE-Bildern kaum sichtbar sind (Bild 3b und Bild 4). Es wurde berichtet, dass die in dieser Legierung gebildeten groben Ausscheidungen vom  $Mg_2Si$ -Typ sind [20]. Diese Ausscheidungen sind für die zielgerichtete Verfestigung der Legierung AA6082 nicht geeignet. Darüber hinaus sind in Bild 4 einige große Ausscheidungen im Korninneren zu erkennen. Diese groben Ausscheidungen wurden sowohl durch die BSE-Aufnahmen als auch durch EDX nachgewiesen und sind vorzugsweise mit Mg, Si bzw. Cr angereichert. Möglicherweise sind diese Ausscheidungen jedoch nicht das Ergebnis des hier betrachteten thermo-mechanischen Prozesses. Die Ausscheidungen könnten bereits im Anlieferungszustand der in der vorliegenden Studie verwendeten Legierung vorhanden gewesen sein (wie in Bild 3a angedeutet).

Bild 5 zeigt die STEM-Hellfeldaufnahmen innerhalb des Korninneren der AA7075-Probe, die mit einer Werkzeugtemperatur von 24 °C prozessiert wurde. Aus diesem Bild lässt sich ableiten, dass die im gekühlten Werkzeug umgeformte Probe nach anschließender Alterungsbehandlung sehr feine und gut verteilte Ausscheidungen enthält. Diese feinen Ausscheidungen interagieren intensiv mit Versetzungen und behindern effizient deren Bewegung [47]. Im Allgemeinen kann die ausgeprägte Festigkeit der hochfesten Aluminiumlegierungen durch die Bildung dieser Ausscheidungen erklärt werden. Es liegt daher auf der Hand, dass eine eingehende Analyse der elementaren Mechanismen, die in den untersuchten Legierungen wirksam sind, von großer Bedeutung ist. Wie jedoch aus der Literatur, die über die Analyse und Entwicklung der Mikrostruktur in Aluminiumlegierungen berichtet,

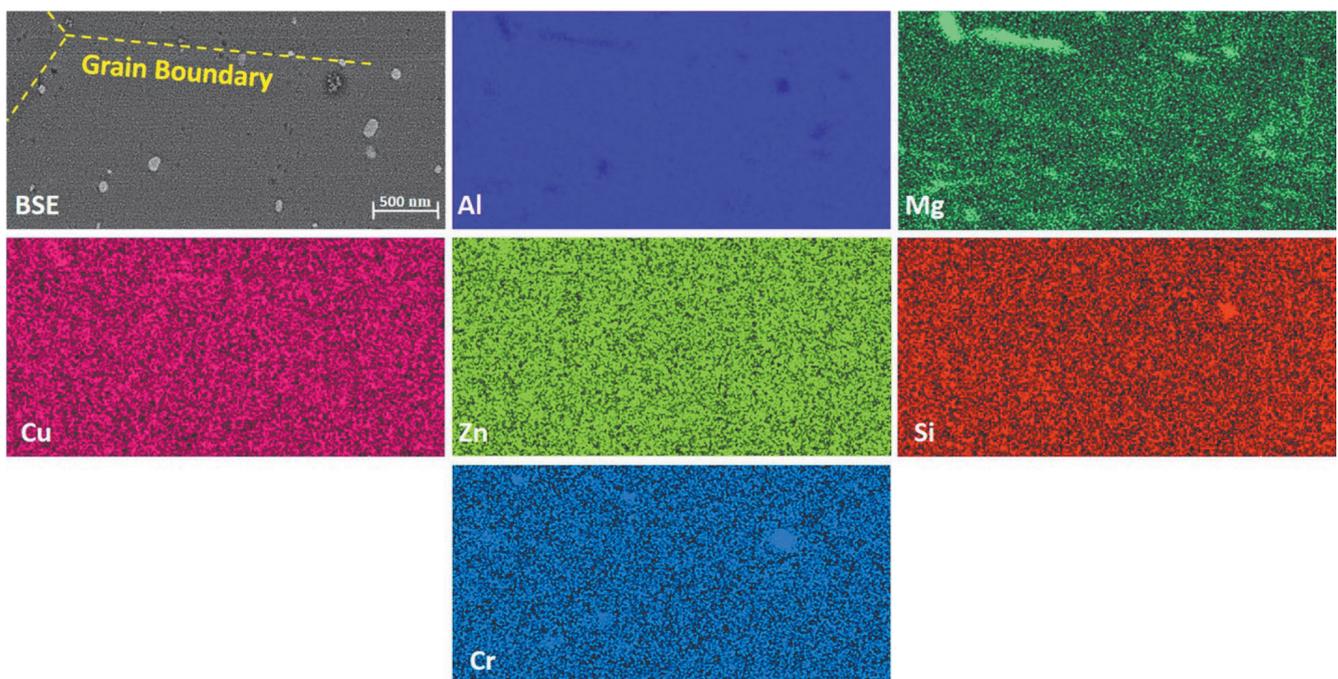


Fig. 4. EDS elemental mapping of AA6082 formed in the tool with a temperature of 350 °C

Bild 4. Elementverteilung ermittelt über EDX von einer im Werkzeug bei einer Temperatur von 350 °C umgeformten AA6082-Probe

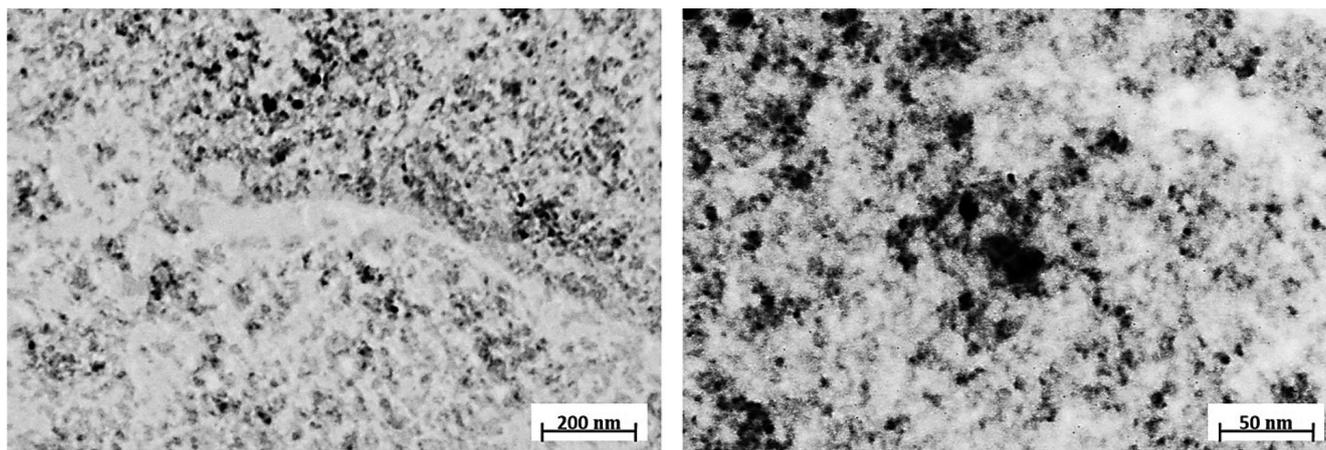


Fig. 5. STEM bright field images of AA7075 alloy formed in the tool with a temperature of 24°C

Bild 5. STEM-Hellfeldaufnahmen der im Werkzeug bei einer Temperatur von 24°C umgeformten AA7075-Probe

precipitates). In-depth transmission electron microscopy (TEM) studies are required to resolve the precipitates and their interaction with dislocations for both alloys. Thus, analysis would require not only single TEM micrographs but quantitative analysis of microstructural features by TEM (based on statistical analysis). This is clearly out of the scope of the present work and, thus, subject of future studies.

### 3.3 Fractography

The fracture surface characteristics after tensile testing of the thermo-mechanically processed alloys were investigated with secondary electron (SE) contrast imaging in the SEM. Fracture surfaces of various samples processed in tools with two different temperatures are shown in Figure 6. The fracture surfaces of both alloys are characterized by traces of ductile failure, i. e. dimple-like facets. It is well-documented that the fracture of ductile materials such as aluminum alloys upon quasi-static deformation can be characterized by the occurrence of large and deep dimples on the fracture surfaces [48–50]. Higher magnifications of fracture surfaces are also shown in Figure 6. The sizes of dimples and micro-voids observed in the cold and hot tools have a similar appearance. Thus, the fracture surfaces do not provide for a clear rationale for the different strength values (cf. Table 2 and 3) of the two different conditions. Obviously, the dimple like facets are in line with results of the mechanical tests, i. e. elongations at fracture well above 5 % for all samples tested, independent of their respective condition. Therefore, the ductile fracture morphology seen was expected for all conditions considered in the present study.

abgeleitet werden kann, ist die Bereitstellung quantitativer Daten unter Verwendung hochauflösender Mikroskopie bei diesen Legierungen (insbesondere bei den Proben, die extrem feine Ausscheidungen enthalten) sehr anspruchsvoll. Umfassende Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)-Untersuchungen sind erforderlich, um die fein verteilten Ausscheidungen und ihre Wechselwirkung mit Versetzungen für beide Legierungen zu analysieren. Eine entsprechende Studie würde nicht nur einzelne TEM-Aufnahmen erfordern, sondern eine quantitative Analyse auf der Grundlage einer statistischen Betrachtung. Dies ist eindeutig außerhalb des Rahmens der gegenwärtigen Arbeit und somit Gegenstand zukünftiger Studien.

### 3.3 Fraktographie

Die Charakteristik der Bruchflächen nach der Zugprüfung der thermo-mechanisch behandelten Legierungen wurden über den SE-Kontrast im REM untersucht. Bruchflächen verschiedener Proben, die in Werkzeugen zweier unterschiedlicher Temperaturen umgeformt wurden, sind in Bild 6 dargestellt. Die Bruchoberflächen beider Legierungen sind durch Spuren duktilen Versagens, d. h. grubchenartigen Vertiefungen, gekennzeichnet. Es ist hinreichend dokumentiert, dass der Bruch von duktilen Werkstoffen, wie Aluminiumlegierungen, bei quasistatischer Verformung durch das Auftreten von großen und tiefen Grübchen auf den Bruchflächen charakterisiert werden kann [48–50]. Höhere Vergrößerungen der Bruchflächen sind ebenfalls in Bild 6 dargestellt. Die Größen der Grübchen und Mikrohohlräume auf den Bruchflächen der Proben, die sowohl unter Verwendung gekühlter als auch beheizter Werkzeuge prozessiert wurden, zeigen keine signifikanten Unterschiede. Daher liefern die Bruchflächen keine eindeutige Begründung für die unterschiedlichen Festigkeitswerte (vgl. Tabelle 2 und 3) der beiden unterschiedlichen Zustände. Offensichtlich ist das Auftreten der grubchenartigen Facetten mit den Ergebnissen der mechanischen Prüfungen gut in Einklang zu bringen. Die Strukturen treten bei Bruchdehnungen von deutlich über 5 % für alle geprüften Proben auf, unabhängig von ihrem jeweiligen Zustand. Eine entsprechende duktile Bruchmorphologie war somit für alle in der vorliegenden Studie betrachteten Zustände zu erwarten.

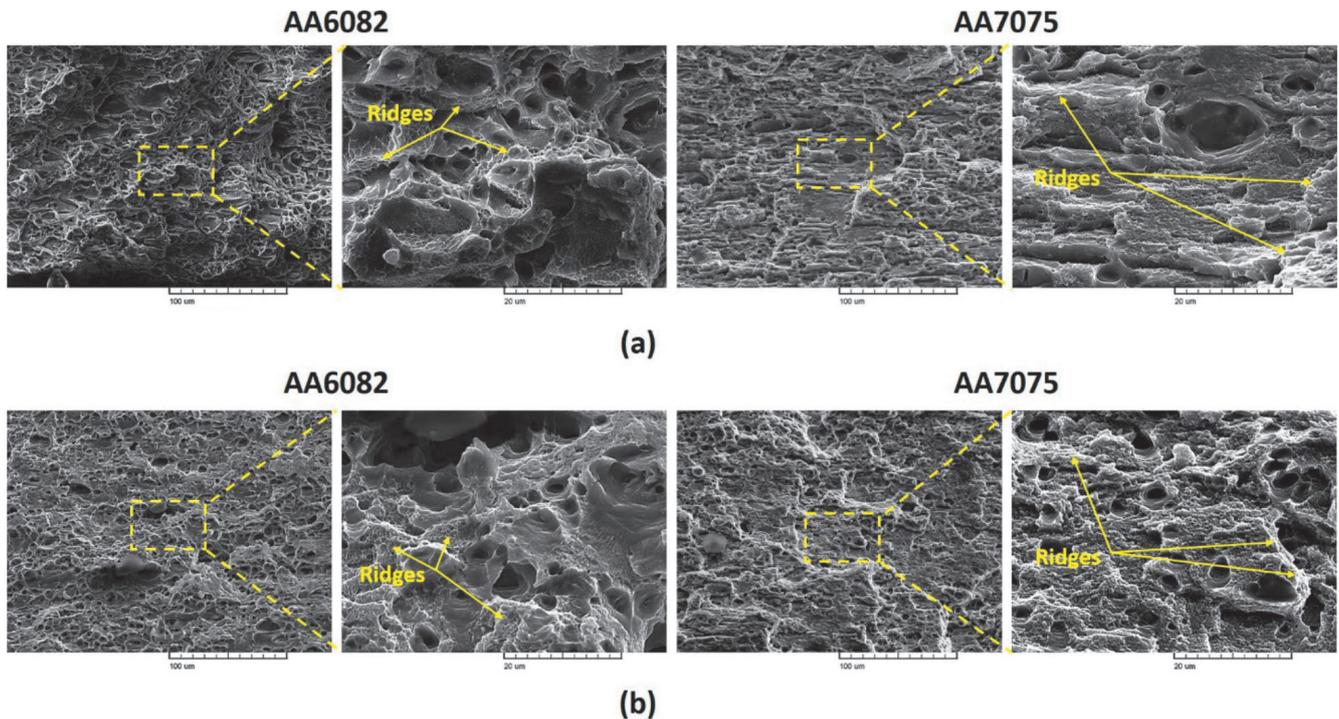


Fig. 6. Fracture surfaces upon tensile testing of samples manufactured in the tool with temperatures of (a) 24°C, and (b) 350°C; the first and second column show micrographs of AA6082 and AA7075, respectively; higher magnifications of fracture surfaces marked with yellow dashed rectangles in the overview images are shown to the right. White ridges marked with yellow arrows are characteristic for dimple-like features on the fracture surfaces

Bild 6. Bruchflächen der bei Werkzeugtemperaturen von (a) 24°C und (b) 350°C hergestellten Proben nach den Zugversuchen; die erste und zweite Spalte zeigen Bruchflächen zu AA6082 bzw. AA7075; höhere Vergrößerungen der Bruchfläche, gekennzeichnet mit gelb gestrichelten Rechtecken in den Übersichtsbildern, sind jeweils auf der rechten Seite gezeigt. Die weißen, mit gelben Pfeilen markierten Grate sind charakteristisch für die grubchenartigen Strukturen auf den Bruchflächen

## 4 Conclusions

The present work provides insights to approaches allowing for tailoring mechanical properties and microstructure of two high strength aluminum alloys by varying quenching/cooling rates in an integrated hot forming and die quenching process for high strength aluminum alloys. Varying quenching/cooling rates were realized and explored by determining the influence of the tool temperature. The characterization of the mechanical properties and the analysis of the underlying microstructural features reveal the range of possible property value distributions. The following conclusions can be drawn:

- Results from tensile tests demonstrate that the tool temperature in the forming process of age-hardenable, high strength aluminum alloys remarkably affects final mechanical properties. The tool temperature of 350 °C reduced the strength and improved the ductility of the manufactured parts. This clearly attests high sensitivity of the aluminum alloys towards the quenching and cooling rate.
- EBSD analysis revealed that the actual forming process and various tool temperatures used in the present study have hardly any effect on the grain size of AA6082 and AA7075 alloys. Both non-processed and processed samples showed microstructures with almost the same grain size.

## 4 Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit gibt Einblicke in Verfahrensansätze, die es ermöglichen, die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur von zwei hochfesten Aluminiumlegierungen durch Variation der Abschreck-/Abkühlraten in einem integrierten Warmumform- und Werkzeugabschreckprozess für hochfestes Aluminium maßzuschneidern. Variierende Abschreck-/Abkühlraten wurden dabei durch die verschiedenen Werkzeugtemperatur realisiert. Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften und die Analyse der zugrundeliegenden mikrostrukturellen Merkmale zeigen den Bereich der möglichen Eigenschaftsgradierungen auf. Die folgenden Schlussfolgerungen können gezogen werden:

- Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen, dass die Werkzeugtemperatur innerhalb eines Umformschrittes von aushärtbaren, hochfesten Aluminiumlegierungen die endgültigen mechanischen Eigenschaften signifikant beeinflusst. Die Werkzeugtemperatur von 350 °C reduzierte die Festigkeit und verbesserte die Bruchdehnung der hergestellten Bauteile. Dies belegt eindeutig die hohe Empfindlichkeit der Aluminiumlegierungen gegenüber der Abschreck- und Abkühlgeschwindigkeit.
- Die EBSD-Analysen zeigen, dass der tatsächliche Umformprozess und die verschiedenen Werkzeugtemperaturen, die in der vorliegenden Studie verwendet wurden, kaum Auswirkungen auf die Korngröße der Legierungen AA6082 und AA7075 haben. Sowohl unbehandelte als auch behandelte Proben zeigten Mikrogefüge mit etwa der gleichen Korngröße.

- A combination of BSE contrast imaging, EDS elemental mappings and STEM studies revealed that different tool temperatures lead to a change of morphology and size of precipitates upon final aging treatment. Formation of large precipitates alongside the grain boundaries took place in the samples processed in the tool at 350 °C. These differences in precipitation characteristics are thought to be the most crucial factor in terms of mechanical properties in both alloys considered.
- In-depth microstructural analysis needs to be carried out to comprehensively interpret the effect of thermo-mechanical processing parameters on the elementary strengthening mechanisms for high strength aluminum alloys. This will be addressed by TEM analysis in follow-up studies.
- Fracture surfaces obtained after tensile testing showed that dimple tearing and facets are evident in case of all conditions considered. Different tool temperatures, thus, were not able to detrimentally affect the overall ductile damage behavior in the aluminum alloys under monotonic loading. The sizes of dimples in all conditions studied are relatively similar.
- Die Kombination aus BSE-Analyse, EDX-Elementanalyse und STEM-Studien zeigt eindeutig, dass unterschiedliche Werkzeugtemperaturen zu einer Veränderung der Morphologie und der Größe der Ausscheidungen bei der abschließenden Alterungsbehandlung führen. In den Proben, die bei einer Werkzeugtemperatur von 350 °C umgeformt wurden, kam es zur Bildung größerer Ausscheidungen an/auf den Korngrenzen. Es wird angenommen, dass diese Unterschiede in den Ausscheidungseigenschaften bei beiden betrachteten Legierungen der ausschlaggebende Faktor für die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften sind.
- Um den Einfluss der thermo-mechanischen Prozessparameter auf die zugrundeliegenden elementaren Mechanismen und entsprechende Wechselwirkungen in hochfesten Aluminiumlegierungen umfassend zu interpretieren, muss eine tiefgehende mikrostrukturelle Analyse durchgeführt werden. Diese wird durch TEM-Analysen in Folgestudien adressiert werden.
- Nach den Zugversuchen untersuchte Bruchflächen zeigten, dass die erwarteten Grübchen und Facetten in allen betrachteten Zuständen auftreten. Unterschiedliche Werkzeugtemperaturen konnten somit das ausgeprägt duktile Schädigungsverhalten in den Aluminiumlegierungen unter monotoner Belastung nicht nachteilig beeinflussen. Die Größe der Grübchen ist dabei in allen untersuchten Bedingungen relativ ähnlich.

## Acknowledgements

The authors would like to thank financial support from the Hessen State Ministry for Higher Education, Research and the Arts – Initiative for the Development of Scientific and Economic Excellence (LOEWE) for the project ALLEGRO (Subprojects A2 and B1).

## Danksagungen

Die Autoren danken für die finanzielle Unterstützung des Hessischen Staatsministeriums für Wissenschaft und Kunst – Initiative zur Entwicklung wissenschaftlicher und wirtschaftlicher Exzellenz (LOEWE) für das Projekt ALLEGRO (Teilprojekte A2 und B1).

## References

1. Weidig, U.; Hübner, K.; Steinhoff, K.: Bulk Steel Products with Functionally Graded Properties Produced by Differential Thermo-mechanical Processing. *Steel Res. Int.* 79 (2008) 1, pp. 59–65, DOI:10.1002/srin.200806316
2. Maikranz-Valentin, M.; Weidig, U.; Schoof, U.; Becker, H.-H.; Steinhoff, K.: Components with Optimised Properties due to Advanced Thermo-mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming. *Steel Res. Int.* 79 (2008) 2, pp. 92–97, DOI:10.1002/srin.200806322
3. George, R.; Bardelcik, A.; Worswick, M. J.: Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties. *J. Mater. Process. Technol.* 212 (2012) 11, pp. 2386–2399, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2012.06.028
4. Tang, B. T.; Bruschi, S.; Ghiotti, A.; Bariani, P. F.: Numerical modelling of the tailored tempering process applied to 22MnB5 sheets. *Finite Elem. Anal. Des.* 81 (2014), pp. 69–81, DOI:10.1016/j.finela.2013.11.009
5. Merklein, M.; Wieland, M.; Lechner, M.; Bruschi, S.; Ghiotti, A.: Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *J. Mater. Process. Technol.* 228 (2016), pp. 11–24, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2015.09.023
6. Tisza, M.; Czinege, I.: Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. *Int. J. Light. Mater. Manuf. I* (2018) 4, pp. 229–238, DOI:10.1016/j.IJLMM.2018.09.001
7. Liu, Y.; Zhu, Z.; Wang, Z.; Zhu, B.; Wang, Y.; Zhang, Y.: Formability and lubrication of a B-pillar in hot stamping with 6061 and 7075 aluminum alloy sheets. *Procedia Eng.* 207 (2017), pp. 723–728, DOI:10.1016/j.proeng.2017.10.819
8. Starke, E. A.; Staley, J. T.: Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Prog. Aerosp. Sci.* 32 (1996) 2–3, pp. 131–172, DOI:10.1016/0376-0421(95)00004-6
9. Parvizian, F.; Güzel, A.; Jäger, A.; Lambers, H.-G.; Svendsen, B.; Tekkaya, A. E.; Maier, H. J.: Modeling of dynamic microstructure evolution of EN AW-6082 alloy during hot forward extrusion. *Comput. Mater. Sci.* 50 (2011) 4, pp. 1520–1525 DOI:10.1016/j.commatsci.2010.12.009
10. Li, L.-T.; Lin, Y. C.; Zhou, H.-M.; Jiang, Y.-Q.: Modeling the high-temperature creep behaviors of 7075 and 2124 aluminum alloys by continuum damage mechanics model. *Comput. Mater. Sci.* 73 (2013), pp. 72–78, DOI:10.1016/j.commatsci.2013.02.022
11. Senthil, K.; Iqbal, M. A.; Chandel, P. S.; Gupta, N.: Study of the constitutive behavior of 7075-T651 aluminum alloy. *Int. J. Impact Eng.* 108 (2017), pp. 171–190, DOI:10.1016/j.ijimpeng.2017.05.002
12. Cepeda-Jiménez, C. M.; García-Infanta, J. M.; Ruano, O. A.; Carreño, F.: Mechanical properties at room temperature of an Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by equal channel angular pressing. *J. Alloys Compd.* 509 (2011) 35, pp. 8649–8656, DOI:10.1016/j.jallcom.2011.06.070
13. Jayaganthan, R.; Brokmeier, H.-G.; Schwebke, B.; Panigrahi, S. K.: Microstructure and texture evolution in cryorolled Al 7075 alloy. *J. Alloys Compd.* 496 (2010) 1–2, pp. 183–188, DOI:10.1016/j.jallcom.2010.02.111
14. Shojaei, K.; Sajadifar, S. V.; Yapici, G. G.: On the mechanical behavior of cold deformed aluminum 7075 alloy at elevated temperatures. *Mater. Sci. Eng. A.* 670 (2016), pp. 81–89, DOI:10.1016/j.msea.2016.05.113
15. Kumar, N.; Jayaganthan, R.; Brokmeier, H.-G.: Effect of deformation temperature on precipitation, microstructural evolution, mechanical and corrosion behavior of 6082 Al alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 27 (2017) 3, pp. 475–492, DOI:10.1016/S1003-6326(17)60055-4
16. Costa, J. D.; Ferreira, J. A. M.; Borrego, L. P.; Abreu, L. P.: Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. *Int. J. Fatigue.* 37 (2012), pp. 8–16, DOI:10.1016/j.ijfatigue.2011.10.001
17. Jiša, D.; Liškutin, P.; Kruml, T.; Polák, J.: Small fatigue crack growth in aluminium alloy EN-AW 6082/T6. *Int. J. Fatigue.* 32 (2010) 12, pp. 1913–1920, DOI:10.1016/j.ijfatigue.2010.06.003
18. Bouquerel, J.; Diawara, B.; Dubois, A.; Dubar, M.; Vogt, J.-B.; Najjar, D.: Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-

- T6 alloy. *Mater. Des.* 68 (2015), pp. 245–258, DOI:10.1016/J.MATDES.2014.12.005
19. Geoffroy, N.; Vittecoq, E.; Birr, A.; de Mestral, F.; Martin, J.-M.: Fatigue behaviour of an arc welded Al–Si–Mg Alloy. *Scr. Mater.* 57 (2007) 4, pp. 349–352, DOI:10.1016/J.SCRIPTAMAT.2007.04.024
  20. Sha, G.; O'Reilly, K.; Cantor, B.; Worth, J.; Hamerton, R.: Growth related metastable phase selection in a 6xxx series wrought Al alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 304–306 (2001), pp. 612–616, DOI:10.1016/S0921-5093(00)01545-8
  21. Fan, X.; He, Z.; Yuan, S.; Lin, P.: Investigation on strengthening of 6A02 aluminum alloy sheet in hot forming-quenching integrated process with warm forming-dies. *Mater. Sci. Eng. A.* 587 (2013), pp. 221–227, DOI:10.1016/j.msea.2013.08.059
  22. Ren, W.; Xu, C.; Chen, X.: Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization Model of 6082 Aluminum Alloy in High Temperature. *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 381 (2018), pp. 012175, DOI:10.1088/1757-899X/381/1/012175
  23. Li, N.; Shao, J.Z. T.; Lin, G.; Dean, T. A.: Investigation of Uniaxial Tensile Properties of AA6082 under HFQ Conditions. *Key Eng. Mater.* 716 (2016), pp. 337–344, DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.716.337
  24. Ma, W.; Wang, B.; Lin, J.; Tang, X.: Influence of process parameters on properties of AA6082 in hot forming process. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 27 (2017) 11, pp. 2454–2463, DOI:10.1016/S1003-6326(17)60272-3
  25. Shao, Z. T.; Bai, Q.; Lin, J. G.: A Novel Experimental Design to Obtain Forming Limit Diagram of Aluminium Alloys for Solution Heat Treatment, Forming and In-Die Quenching Process. *Key Eng. Mater.* 622–623 (2014), pp. 241–248 DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.622-623.241
  26. Shao, Z.; Li, N.; Lin, J.; Dean, T. A.: Strain measurement and error analysis in thermo-mechanical tensile tests of sheet metals for hot stamping applications. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part C J. Mech. Eng. Sci.* 232 (2018) 11, pp. 1994–2008, DOI:10.1177/0954406217714011
  27. Shao, Z.; Jiang, J.; Lin, J.: Feasibility study on direct flame impingement heating applied for the solution heat treatment, forming and cold die quenching technique. *J. Manuf. Process.* 36 (2018), pp. 398–404, DOI:10.1016/J.JMAPRO.2018.10.020
  28. Lu, J.; Song, Y.; Hua, L.; Zheng, K.; Dai, D.: Thermal deformation behavior and processing maps of 7075 aluminum alloy sheet based on isothermal uniaxial tensile tests. *J. Alloys Compd.* 767 (2018), pp. 856–869, DOI:10.1016/J.JALLCOM.2018.07.173
  29. Sahuauai, T.; Hadji, M.; Bacha, N.; Badji, R.: Superplastic Deformation Behavior of 7075 Aluminum Alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 12 (2003) 4, pp. 398–401, DOI:10.1361/105994903770342917
  30. Kwon, Y.; Chang, Y.: Effects of Strain Accumulation on the Superplastic Deformation Behavior of 7075 AL Alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 10 (2001) 1, pp. 60–65, DOI:10.1361/105994901770345367
  31. Wang, N.; Ilinich, A.; Chen, M.; Luckey, G.; D'Amours, G.: A comparison study on forming limit prediction methods for hot stamping of 7075 aluminum sheet. *Int. J. Mech. Sci.* 151 (2019), pp. 444–460, DOI:10.1016/J.IJMECS.2018.12.002
  32. Scharifi, E.; Knoth, R.; Weidig, U.: Thermo-mechanical forming procedure of high strength Aluminum sheet with improved mechanical properties and process efficiency. *Procedia Manuf.* 29 (2019), pp. 481–489, DOI:10.1016/J.PROMFG.2019.02.165
  33. Emani, S. V.; Benedyk, J.; Nash, P.; Chen, D.: Double aging and thermomechanical heat treatment of AA7075 aluminum alloy extrusions. *J. Mater. Sci.* 44 (2009) 23, pp. 6384–6391, DOI:10.1007/s10853-009-3879-8
  34. Kaçar, R.; Güleriyüz, K.: Effect of Quenching Rate and Pre-strain on the Strain Ageing Behaviors of 7075 Aluminum Alloys. *Mater. Res.* 18 (2015) 2, pp. 328–333, DOI:10.1590/1516-1439.307414
  35. Harrison, N. R.; Luckey, S. G.: Hot Stamping of a B-Pillar Outer from High Strength Aluminum Sheet AA7075. *SAE Int. J. Mater. Manuf.* 7 (2014) 3, pp. 567–573, DOI:10.4271/2014-01-0981
  36. simufactforming-umformsimulation @ www.simufact.de, (n.d.). <https://www.simufact.de/simufactforming-umformsimulation.html>
  37. *ASTM E8/E8M-16aE1*: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, DOI:10.1520/E0008\_E0008M-16AE01
  38. Tanner, D. A.; Robinson, J. S.: Effect of precipitation during quenching on the mechanical properties of the aluminium alloy 7010 in the W-temper. *J. Mater. Process. Technol.* 153–154 (2004), pp. 998–1004, DOI:10.1016/J.JMATPROTEC.2004.04.226
  39. Liu, S.; Li, Q.; Lin, H.; Sun, L.; Long, T.; Ye, L.; Deng, Y.: Effect of quench-induced precipitation on microstructure and mechanical properties of 7085 aluminum alloy. *Mater. Des.* 132 (2017), pp. 119–128, DOI:10.1016/J.MATDES.2017.06.054
  40. Lin, Y. C.; Jiang, Y.-Q.; Zhang, J.-L.; Chen, X.-M.: Influence of Stress-Aging Processing on Precipitates and Mechanical Properties of a 7075 Aluminum Alloy. *Adv. Eng. Mater.* 20 (2018) 1, pp. 1700583, DOI:10.1002/adem.201700583
  41. Kumar, P. V.; Reddy, G. M.; Rao, K. S.: Microstructure, mechanical and corrosion behavior of high strength AA7075 aluminium alloy friction stir welds – Effect of post weld heat treatment. *Def. Technol.* 11 (2015) 4, pp. 362–369, DOI:10.1016/J.DT.2015.04.003
  42. Starink, M. J.: Reduced fracturing of intermetallic particles during crack propagation in age hardening Al-based alloys due to PFZs. *Mater. Sci. Eng. A* 390 (2005) 1–2, pp. 260–264, DOI:10.1016/J.MSEA.2004.09.053
  43. Srivatsan, T. S.; Lanning, D.; Soni, K. K.: Microstructure, tensile properties and fracture behaviour of an Al-Cu-Mg alloy 2124. *J. Mater. Sci.* 28 (1993) 12, pp. 3205–3213, DOI:10.1007/BF00354237
  44. Rhodes, C. G.; Mahoney, M. W.; Bingel, W. H.; Spurling, R. A.; Bampton, C. C.: Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scr. Mater.* 36 (1997) 1, pp. 69–75, DOI:10.1016/S1359-6462(96)00344-2
  45. Mahoney, M. W.; Rhodes, C. G.; Flintoff, J. G.; Bingel, W. H.; Spurling, R. A.: Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998) 7, pp. 1955–1964, DOI:10.1007/s11661-998-0021-5
  46. Reimann, M.; Goebel, J.; dos Santos, J. F.: Microstructure and mechanical properties of keyhole repair welds in AA 7075-T651 using refill friction stir spot welding. *Mater. Des.* 132 (2017), pp. 283–294, DOI:10.1016/J.MATDES.2017.07.013
  47. Sajadifar, S. V.; Moeni, G.; Scharifi, E.; Lauhoff, C.; Böhm, S.; Niendorf, T.: On the Effect of Quenching on Postweld Heat Treatment of Friction-Stir-Welded Aluminum 7075 Alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (2019) 8, pp. 5255–5265, DOI:10.1007/s11665-019-04252-3
  48. Ma, W.; Wang, B.; Yang, L.; Tang, X.; Xiao, W.; Zhou, J.: Influence of solution heat treatment on mechanical response and fracture behaviour of aluminium alloy sheets: An experimental study. *Mater. Des.* 88 (2015), pp. 1119–1126, DOI:10.1016/J.MATDES.2015.09.044
  49. Pedersen, K. O.; Westermann, I.; Furu, T.; Børvik, T.; Hopperstad, O. S.: Influence of microstructure on work-hardening and ductile fracture of aluminium alloys. *Mater. Des.* 70 (2015), pp. 31–44, DOI:10.1016/J.MATDES.2014.12.035
  50. Pedersen, K. O.; Børvik, T.; Hopperstad, O. S.: Fracture mechanisms of aluminium alloy AA7075-T651 under various loading conditions. *Mater. Des.* 32 (2011) 1, pp. 97–107, DOI:10.1016/J.MATDES.2010.06.029

## Bibliography

DOI:10.3139/105.110412

HTM J. Heat Treatm. Mat.

75 (2020) 3; page 177-191

© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG

ISSN 1867-2493